

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 03-013525

(43)Date of publication of application : 22.01.1991

(51)Int.CI. C21D 8/02
// C22C 38/00
C22C 38/12
C22C 38/58

(21)Application number : 01-147367

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 10.06.1989

(72)Inventor : TAKASHIMA NOBUTSUGU
TONE SHOJI

(54) PRODUCTION OF HIGH-MN NONMAGNETIC STEEL HAVING EXCELLENT SR BRITTLE RESISTANT CHARACTERISTIC, HIGH STRENGTH AND HIGH TOUGHNESS

(57)Abstract:

PURPOSE: To develop the high-Mn nonmagnetic steel having excellent mechanical properties after stress annealing without impairing nonmagnetic characteristics by heating, hot rolling and cooling, under specific conditions, the high-Mn nonmagnetic steel into which C and Mn are incorporated at specific ratios and Mo and B are incorporated.

CONSTITUTION: The high-Mn nonmagnetic steel having the compsn. contg., by weight%, 0.10 to 0.70% C, 0.10 to 1.50% Si, 10 to 30% Mn, (0.030% P, <0.015% S, 0.05 to 2.00% Mo, and 0.0005 to 0.0050% B, or further \leq 0.020% in total Sn, Sb, As, or one or two kinds of 0.10 to 3.00% Ni and 0.10 to 8.0% Cr alone or in combination and contains the C and Mn at the ratio satisfying $20 \times C + Mn \geq 24\%$ is heated to 1050 to 1250°C and is hot rolled at >800°C finish temp. This hot rolled material is cooled at $\leq 1^{\circ}\text{C/sec}$ cooling rate in the temp. region of 750 to 550°C. The high-Mn nonmagnetic steel which is not deteriorated in mechanical characteristics, such as ductility and toughness, in spite of the execution of the stress relief annealing at 600 to 700°C after welding or cold working is obtd. without impairing the nonmagnetic characteristics.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 特許公報 (B2)

(11)特許番号

第2533935号

(45)発行日 平成8年(1996)9月11日

(24)登録日 平成8年(1996)6月27日

(51)Int.Cl. ⁸	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 21 D 8/00		9270-4K	C 21 D 8/00	E
		9270-4K	8/02	D
C 22 C 38/00	302		C 22 C 38/00	302Z
			38/12	
			38/58	

請求項の数3(全9頁)

(21)出願番号	特願平1-147367	(73)特許権者	99999999 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号
(22)出願日	平成1年(1989)6月10日	(72)発明者	高嶋 修嗣 兵庫県高砂市西畠2丁目5-12
(65)公開番号	特開平3-13525	(72)発明者	登根 正二 兵庫県加古川市平岡町新在家1192-112
(43)公開日	平成3年(1991)1月22日	審査官	板谷 一弘
		(56)参考文献	特開 平3-44415 (JP, A)

(54)【発明の名称】耐SR脆化特性が優れ、且つ高強度、高韌性を有する高Mn非磁性鋼の製造方法

1

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で(以下、同じ)、C:0.10~0.70%、Si:0.10~1.50%、Mn:10~30%、P:0.030%以下、S:0.015%以下、Mo:0.05~2.00%及びB:0.0005~0.0050%を含有し、かつ、 $20 \times C + Mn \geq 24\%$ を満足し、残部が鉄よりなる鋼を、1050~1250°Cに加熱後、仕上温度を800°C以上に制御した熱間圧延を行い、その後の冷却過程において、少なくとも750~550°Cの温度領域を1°C/sec以上の冷却速度で冷却することを特徴とする耐SR脆化特性が優れ、且つ高強度、高韌性を有する高Mn非磁性鋼の製造方法。

【請求項2】前記鋼が更に、Sn+Sb+Asを総量で0.020%以下に規制したものである請求項1に記載の方法。

【請求項3】前記鋼が更に、Ni:0.10~3.00%及びCr:0.10~8.00%の1種又は2種を含有するものである請求項

2

1又は2に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

(産業上の利用分野)

本発明は核融合炉、リニアモーターカー軌道設備、各種発電機などに使用される非磁性構造用鋼に係り、特に溶接後或いは冷間加工後に600~700°Cでの応力除去焼純が行われる部材に好適な高Mn非磁性鋼の製造方法に関するものである。

(従来の技術及び解決しようとする課題)

高Mn非磁性鋼は、従来の代表的非磁性鋼であるオーステナイト系ステンレス鋼と比べ、高強度で磁気特性にも優れ、かつ低廉であることから、オーステナイト系ステンレス鋼に代わり、その使用量が年々増大している。

しかしながら、従来の高Mn非磁性鋼は、1.0%C-13%Mn鋼や、0.45%C-18%Mn-5%Cr鋼に代表されるよ

うにC含有量が比較的高いため、600～700℃に加熱されると炭化物の析出に起因する延性、韌性の劣化が生ずる。そのため、溶接後或いは冷間加工後の残留応力除去処理が必要な場合、このような温度域での応力除去焼鈍(SR)が実施できないという問題がある。

すなわち、溶接後或いは冷間加工後のSRにおいて、この温度域を避けて900～1100℃の高温で処理したり、或いは冷間加工を熱間加工に変更するなどで対処しているのが実情である。しかし、このような対処法は、経済性を損なうことは勿論であるが、鋼材の強度低下という問題もある。

本発明の目的は、上述の現状に鑑み、高Mn非磁性鋼の有する基本的特性を損なうことなく、600～700℃の応力除去焼鈍後においても良好な機械的性質を有する高Mn非磁性鋼を製造し得る方法を提供することにある。

(課題を解決するための手段)

前記目的を達成するため、本発明者は、高Mn非磁性鋼の化学成分並びに製造条件について鋭意研究を重ねた結果、ここに本発明をなしたものである。

すなわち、本発明は、C:0.10～0.70%、Si:0.10～1.50%、Mn:10～30%、P:0.030%以下、S:0.015%以下、Mo:0.05～2.00%及びB:0.0005～0.0050%を含有し、かつ、 $20 \times C + Mn \geq 24\%$ を満足し、必要に応じて、更に、Sn+Sb+Asを総量で0.020%以下に規制し、或いは更に、Ni:0.10～3.00%及びCr:0.10～8.00%の1種又は2種を含有し、残部が鉄よりなる鋼を、1050～1250℃に加熱後、仕上温度を800℃以上に制御した熱間圧延を行い、その後の冷却過程において、少なくとも750～550℃の温度領域を1℃/sec以上の冷却速度で冷却することを特徴とする耐SR脆化特性が優れ、且つ高強度、高韌性を有する高Mn非磁性鋼の製造方法を要旨とするものである。

以下に本発明を更に詳細に説明する。

(発明の構成)

まず、本発明における化学成分の限定理由は以下のとおりである。

C:

Cはオーステナイトの安定化と強度の向上に有効な元素である。しかし、0.10%未満ではオーステナイトの安定化、強度確保のために、Mn、Ni、Cr、Moなどの元素を多量に添加する必要があり、経済性を大きく損なうことになる。また0.70%を超えて含有すると、熱間加工性や機械加工性が劣化する。したがって、C含有量は0.10～0.70%の範囲とする。

Si:

Siは鋼溶解時の脱酸作用を有し、かつ強度の向上に有効であるため、0.10%以上を添加する。しかし、1.50%を超えて添加すると熱間加工性を損なうことになる。したがって、Si含有量は0.10～1.50%の範囲とする。

Mn:

Mnは本発明鋼においてCと共に重要なオーステナイト形成元素であり、非磁性を安定化させるために10%以上の添加が必要である。しかし、30%を超えて含有すると熱間加工性が著しく劣化する。したがって、Mn含有量は10～30%の範囲とする。

但し、本発明鋼では基本的にはCとMnでオーステナイトを安定化し、非磁性を確保できるが、C、Mnともに上記範囲の下限近傍になると、オーステナイトが不安定になる。これを防ぐためにはC、Mn含有量は $20 \times C + Mn \geq 24\%$ を満足する量とする必要がある。

P:

PはSRにおける600～700℃の加熱時にオーステナイト粒界に移動、偏析し、粒界脆化を促進するため、低く抑える必要があるが、経済性を考慮して、P含有量は0.030%以下に抑制する。

S:

Sは鋼の熱間加工性、延性、韌性を劣化させる有害な元素であり、Pと同様、極力低く抑える必要があるが、経済性を考慮して、S含有量は0.015%以下に抑制する。

Mo:

Moは本発明においてBと並んで非常に重要な元素である。Moはオーステナイト組織の安定化と高強度化に有効であるばかりでなく、耐SR脆化特性の改善にも大きな効果を有する。すなわち、第1図は0.6%C-15%Mn鋼をベースにして、シャルピ衝撃特性(vEo)に及ぼすMo添加と熱処理(SR処理)温度の影響を示したものであり、同図より、Mo無添加鋼は600～800℃×2hrの加熱、炉冷により圧延まま材と比較してvEoが1/3以下に低下するが、Moの添加により脆化量は大幅に低減されていることがわかる。このような効果はMo含有量が0.05%未満では発現せず、また2.00%を超える添加はこれらの効果が飽和すると同時に経済性を損なう。したがって、Mo含有量は0.05～2.00%の範囲とする。

B:

Bも本発明においてMoと並んで重要な元素である。第2図は0.6%C-15%Mn鋼をベースにしてシャルピ衝撃特性(vEo)に及ぼすB添加と熱処理(SR処理)温度の影響を示したものである。同図より、Moほどではないが、Bの添加により、600～800℃×2hr加熱、炉冷後の韌性は向上することがわかる。このような効果を得るために、Bは0.0005%以上の添加が必要であり、しかし、0.0050%を超える添加はこの効果が飽和してしまうばかりでなく、却って粒界析出物を多くし、韌性を劣化させる。そのため、B含有量は0.0005～0.0050%の範囲とする。

なお、第3図は0.6%C-15%Mn鋼をベースにして、MoとBの複合添加の効果を示したものであり、同図より、Mo、Bの複合添加鋼の韌性改善量はMo、Bの単独添加鋼のそれぞれの韌性改善量を加算した値を大幅に上ま

わっており、複合添加の効果が顕著であることがわかる。

本発明においては、以上の元素を必須成分とするが、以下に示す元素を必要に応じて適量を添加し或いは規制する。

Sn, Sb, As:

Sn, Sb及びAsは共にSR中に粒界に移動、偏析し、粒界脆化をもたらす元素であり、極力低減することが望ましいが、経済性を考慮し、Sn, Sb及びAsの総含有量で0.02%以下に規制する。

Ni, Crの1種又は2種:

Niはオーステナイトの安定化や韌性の向上に有効であり、必要に応じて添加される。しかし、0.10%未満の添加ではこの効果は少なく、また3.00%を超えると経済性を損なうため、Ni含有量は0.10~3.00%の範囲とする。

また、Crはオーステナイトを安定化させると共に高強度化に有効であり、必要に応じて添加される。しかし、0.10%未満の添加ではかゝる効果は少なく、また8.00%を超えると δ フェライトを生成し易くなり、韌性と磁気特性を低下させる。したがって、Cr含有量は0.10~8.00%の範囲とする。

但し、Ni及びCrを添加する場合には、それらの1種又は2種を添加すれば足りる。

次に本発明の製造条件について説明する。

上記化学成分を有する鋼は、常法により溶製して鋳造されるが、得られる鋳塊又は鋼片を熱間圧延するに当つて、加熱温度、圧延仕上温度、圧延後の冷却条件を規制することにより、更に優れた機械的性質が得られることが判明した。

まず、加熱温度に関しては、1250°Cを超えると高温性が劣化し、熱間割れが発生し易くなるため、加熱温度は1250°C以下とする。しかし、1050°C未満の加熱温度になると、析出している炭化物の固溶が十分でなく、特に韌性の劣化を招くばかりでなく、後述する仕上温度800°C以上の確保が難しくなる。したがって、加熱温度は1050~1250°Cとする。

圧延仕上温度に関しては、第4図に示すように、仕上温度が低下するに従つて耐力(YS)、引張強さ(TS)は上昇するものの、韌性(vE₀)の劣化が大きくなり、特に仕上温度が750°C程度以下になるとvE₀が10kgf/mm²以下となることがわかる。したがって、圧延仕上温度は少なくとも800°C以上に制御する必要がある。なお、第4図は0.23%C-24.6%Mn-0.35%Mo-0.0010%B鋼を1200°Cに加熱後、図示の仕上温度で圧延を行つて板厚25mmとし、圧延後空冷した例である。

更に、圧延後の冷却条件に関しては、第5図に圧延後の750~550°Cの平均冷却速度と強度、韌性の関係を示す

ように、平均冷却速度が大きくなるにつれて、耐力、引張強さが上昇する傾向にある。また、韌性は1°C/sec以上の冷却速度において高位に安定しているが、それ未満の冷却速度では劣化の傾向が認められる。なお、第5図は第4図に示した例の場合と同じ組成の鋼を1200°Cに加熱後、仕上温度900°Cで圧延を行つて板厚25mmとし、圧延後図示の冷却速度で冷却した例である。

第6図は、第5図に示した圧延まま材と、それに625°C×2hrのSR処理を施した後のSR処理材について、圧延後の750~550°Cの平均冷却速度と韌性の関係を示したものであるが、圧延後750~550°Cの範囲の平均冷却速度が1°C/sec以上の鋼板の場合は、SR処理材のvE₀の低下は小さいが、それ未満の冷却速度による鋼板の場合はSR処理材のvE₀の劣化が大きくなることを示している。

以上の結果から、圧延後の750~550°Cの温度領域における平均冷却速度は1°C/sec以上とする。

上記化学成分を有し前記製造条件で得られる鋼板は、溶接後或いは冷間加工後に600~700°CでのSRが施されても、脆化が非常に小さい。なお、SRは厳密に600~700°Cで実施される場合のみに限らず、要は、かゝる温度域レベルで残留応力除去を目的とするSRであれば上記効果が得られるのであり、特にこの温度域600~700°CでのSRの場合に効果が顕著である。

次に本発明の実施例を示すが、本発明はこれら実施例によって何ら制限されるものではなく、更に前述の実験例も実施例足り得ることは云うまでもない。

(実施例)

第1表に示す化学成分を有する鋼を40キロ高周波炉で溶解し、その後、同表に示す種々の条件で熱間圧延を行い、板厚20mm、25mmとした。

それらの圧延まま鋼板と、625°C×2hrのSRを施した鋼板について、引張試験と、2mmVシャルピ衝撃試験を実施すると共に透磁率を測定した。それらの結果を第2表に併記する。

第2表において、A材、B材、C材は同一鋼種材であるが、C材(比較例)は、圧延後の冷却速度が小さく本発明範囲外であるため、本発明例のA材、B材と比較して、SR後の強度、韌性とも低くなっている。

同様のことがD材(本発明例)とE材(比較例)、F(本発明例)材とG材(比較例)、H材及びI材(本発明例)とJ材(比較例)においても云える。

一方、K材(比較例)はMoを含んでいないため、SR後の延性、韌性の劣化が大きい。

また、比較例のL材とM材はMo、Bとも含有しておらず、本発明の製造条件を適用しても、SR後の延性、韌性の劣化が大きいことがわかる。

第1表 供試鋼の化学成分と製造条件

区分	記号	化学成分 (wt%)									
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	B	X
本発明例	A	0.23	0.30	24.60	0.020	0.003	—	—	0.35	0.0010	0.015
〃	B										
比較例	C	0.58	0.32	15.10	0.018	0.008	—	—	0.48	0.0013	0.016
本発明例	D										
比較例	E	0.58	0.35	13.95	0.023	0.005	1.98	2.00	0.30	0.0010	0.012
本発明例	F										
比較例	G	0.25	0.53	25.10	0.017	0.001	1.57	—	0.35	0.008	0.018
〃	I										
比較例	J	0.61	0.38	14.85	0.021	0.010	—	—	—	0.0012	0.018
比較例	K										
比較例	L	0.24	0.35	25.12	0.018	0.005	—	—	—	—	0.023
〃	M										

区分	記号	加熱、圧延条件						板厚 (mm)
		加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	水冷開始温度 (°C)	水冷停止温度 (°C)	750~550°Cでの平均 冷却速度(°C/sec)		
本発明例	A	1200	900	850	500	3		25
〃	B	〃	〃	850	550	10		〃
比較例	C	〃	〃	空冷	空冷	0.6		〃
本発明例	D	〃	〃	800	450	5		20
比較例	E	〃	〃	空冷	空冷	0.8		〃
本発明例	F	〃	〃	850	500	5		20
比較例	G	〃	〃	空冷	空冷	0.8		〃
本発明例	H	1150	850	800	450	5		〃
〃	I	〃	〃	〃	〃	10		〃
比較例	J	〃	700	空冷	空冷	0.8		〃
比較例	K	1200	900	〃	〃	0.8		〃
比較例	L	〃	〃	850	500	5		20
〃	M	〃	〃	空冷	空冷	0.8		〃

銅 X:Sn+Sb+Asの総量

第 2 表

区分	記号	圧延まま				625°C × 2hr の SR 後			
		引張特性			韧性 vE ₀	透磁率	引張特性		
		0.2%YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EI (%)			0.2%YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EI (%)
本発明例	A	38.0	81.8	67	24	1.002	41.5	86.5	65
〃	B	44.9	85.1	63	25	1.002	46.2	89.2	64
比較例	C	33.2	77.5	68	22	1.002	35.0	82.6	65
本発明例	D	40.3	98.2	69	24	1.002	41.5	101.0	70
比較例	E	35.2	94.0	70	22	1.002	36.8	100.3	73
本発明例	F	40.2	93.6	69	26	1.002	40.8	98.7	68
比較例	G	36.0	90.2	71	25	1.002	38.2	94.0	68
本発明例	H	37.3	85.7	65	20	1.002	39.8	90.5	63
〃	I	39.2	88.0	64	21	1.002	40.2	92.8	62
比較例	J	50.6	102.1	54	6	1.002	48.2	102.8	56
比較例	K	32.0	91.2	58	20	1.002	29.5	80.6	12
〃	L	32.6	83.0	68	21	1.002	30.1	82.5	23
〃	M	27.0	78.1	70	18	1.002	25.6	78.5	25

(発明の効果)

以上詳述したように、本発明によれば、高Mn非磁性鋼において、C含有量を比較的低くし、特にMoとBを複合添加する等により化学成分を適切に調整すると共に、製造条件を規制したので、600～700°Cでの応力除力焼鈍に供しても、高Mn非磁性鋼の有する基本的特性を損なうことなく、耐SR脆化特性が著しく改善された優れた機械的性質を有する高Mn非磁性鋼を得ることができる。したがって、溶接後或いは冷間加工後に600～700°Cでの応力除力焼鈍が行われる部材に好適である。

【図面の簡単な説明】

第1図はシャルビ衝撃特性に及ぼすMo添加と熱処理(SR

処理)条件の影響を示す図、

第2図はシャルビ衝撃特性に及ぼすB添加と熱処理(SR処理)条件の影響を示す図、

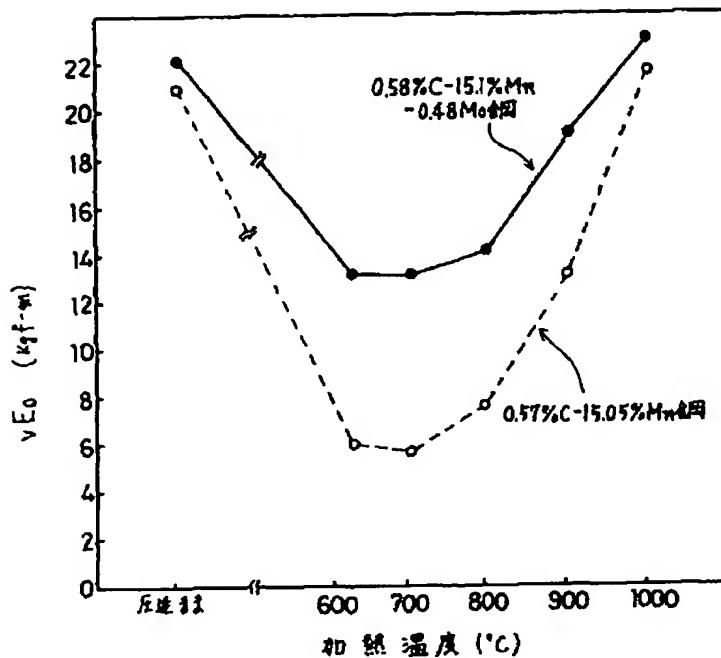
第3図はシャルビ衝撃特性に及ぼすMo、Bの複合添加と熱処理(SR処理)条件の影響を示す図、

第4図は圧延仕上温度と耐力、引張強さ及び韌性の関係を示す図、

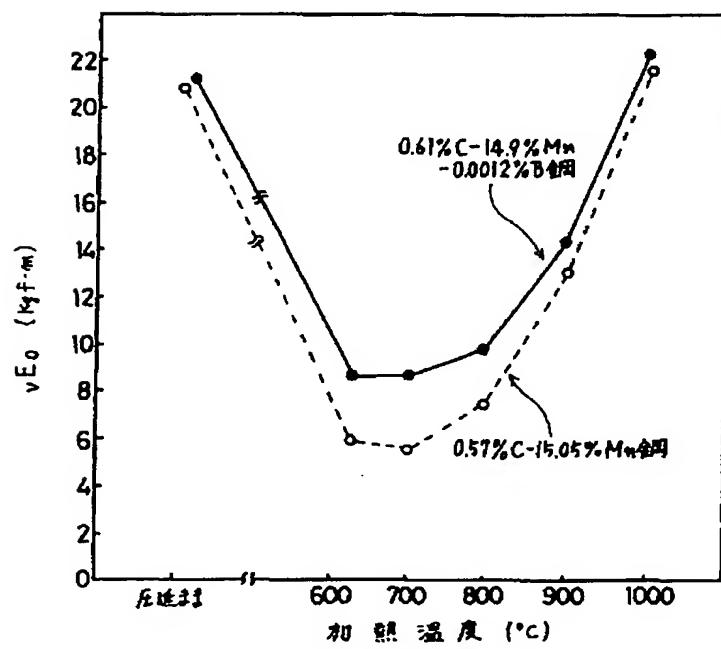
第5図は圧延後の750～550°Cにおける平均冷却速度と耐力、引張強さ及び韌性の関係を示す図、

第6図は圧延後の750～550°Cにおける平均冷却速度と韌性の関係を圧延まま材とSR処理材について示す図である。

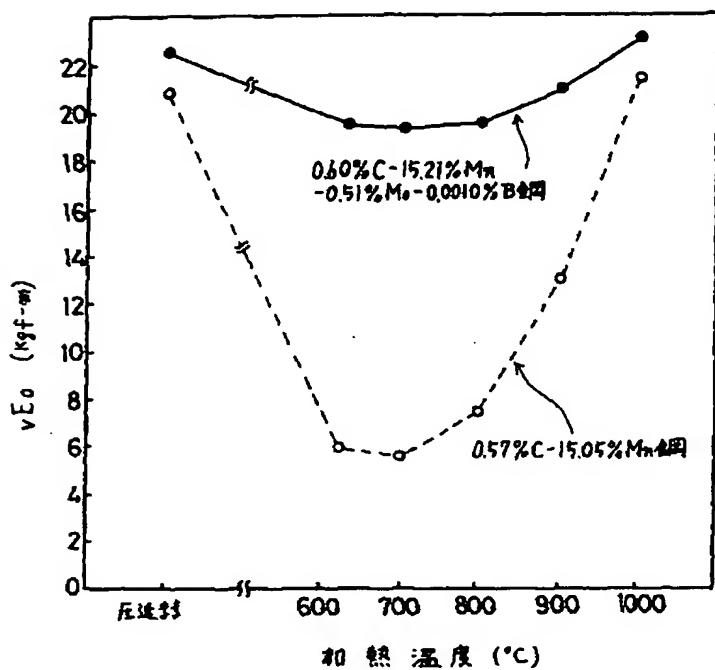
【第1図】



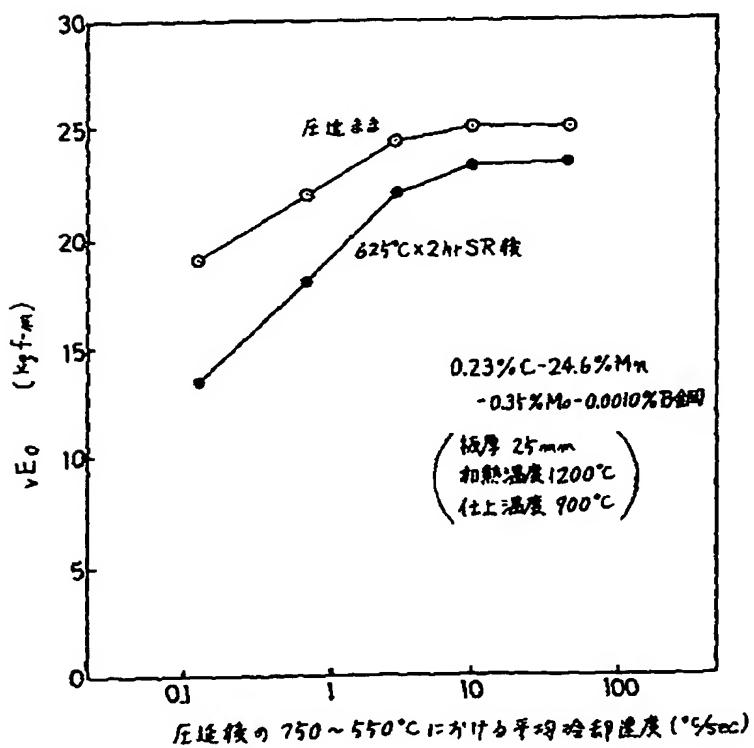
【第2図】



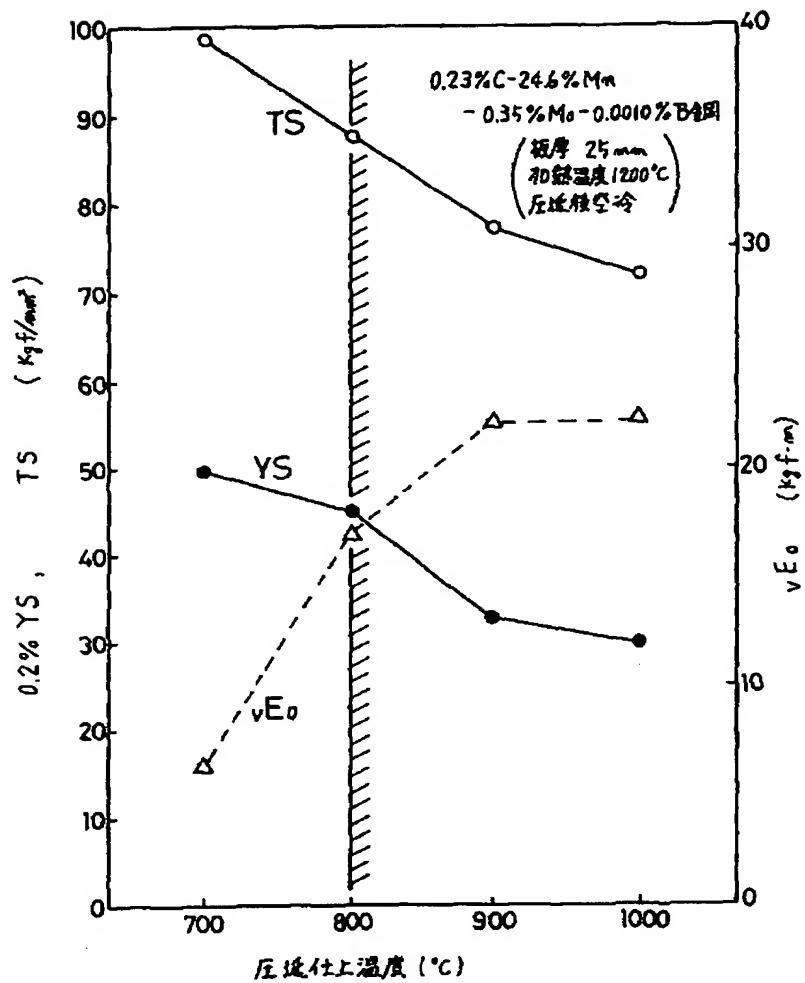
【第3図】



【第6図】



【第4図】



【第5図】

